

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie

**Optimalizace tepelného zpracování oceli
pro speciální technické aplikace**

**Optimization of Heat Treatment Steel for Special
Engineering Application**

Student:

Bc. Ivo Šaur

Vedoucí diplomové práce:

Ing. David Mikuláš, Ph.D.

Ostrava 2009

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Katedra mechanické technologie

Fakulta strojní
Akademický rok 2008/2009

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Ivo Šaur**

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství

Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie

Téma: **Optimalizace tepelného zpracování oceli
pro speciální technické aplikace**
*Optimization of Heat Treatment Steel for Special Engineering
Application*

Zásady pro vypracování:

1. Úvod do problematiky oceli pro speciální technické aplikace.
2. Charakteristika a použití oceli A508 grade 4N Class 3 (chemické složení, mechanické vlastnosti, možnosti tepelného zpracování v závislosti na požadavcích standardů).
3. Experimentální část - stanovení vlastností oceli ve výchozím stavu. Určení rozsahu austenitizačních teplot pro získání požadovaných mechanických vlastností (Re, Rm, HV, KV) a struktury.
4. Vyhodnocení a zpracování dosažených výsledků, výběr optimální varianty tepelného zpracování, diskuse.
5. Závěr.

Seznam doporučené odborné literatury:

FREMUNT, P.; PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. 1.vyd., Brno: VUT/CERM, 1996. ISBN 80-85867-95-8.

PTÁČEK, L a kol. *Nauka o materiálu I*. 1.vyd., Brno: VUT/CERM, 2001. 505 s. ISBN 80-7204-193-2.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

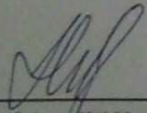
Vedoucí diplomové práce: **Ing. David Mikuláš, Ph.D.**

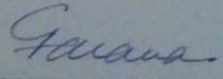
Konzultant diplomové práce: **Ing. Aleš Korčák**

Datum zadání: 29. září 2008

Datum odevzdání: 22. květen 2009




prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry


prof. Ing. Radim Farana, CSc.
děkan fakulty

Prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě.....

.....

podpis studenta

Prohlašuji, že

- byl jsem seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 - školní dílo.
- беру на вѣдомі, же Высoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že jeden výtisk diplomové práce bude uložen v Ústřední knihovně VŠB – TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce.
- souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB - TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnou licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на вѣдомі, же odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledky obhajoby.

V Ostravě 22. 5. 2009

.....

podpis studenta

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

ŠAUR, I. Optimalizace tepelného zpracování oceli pro speciální technické aplikace. Ostrava: Katedra mechanické technologie, Fakulta strojní VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2009, 44 s. Diplomová práce, vedoucí Mikuláš, D.

Cílem diplomové práce bylo posouzení vlivu teploty austenitizace a nalezení optimálních podmínek tepelného zpracování oceli A508 Grade 4N Class 3 s ohledem na požadované vlastnosti předepisované standardem ASME Code. Pro výběr optimální varianty tepelného zpracování byly testovány tři různé teplotní režimy austenitizace a tři teploty popouštění. Byla provedena měření pevnostních a plastických vlastností ($R_{p0,2}$, R_m , A_{50mm} a Z), nárazové práce a tvrdosti HV 30. Získané výsledky byly následně porovnány s požadavky na mechanické vlastnosti podle standardu ASME Code. Byla doporučena optimální varianta tepelného zpracování.

ANOTATION OF THESIS

ŠAUR, I. Optimization of Heat Treatment Steel for Special Engineering Application. Ostrava: Department of Mechanical Technology, Faculty of Mechanical Engineering VŠB – Technical University of Ostrava, 2009, 44 p. Thesis, head: Mikuláš, D.

The goal of thesis was evaluation of effect of austenitization temperature on structure and mechanical properties of A508 Grade 4N Class 3 steel, which is used for special industry application. Effect of annealing temperature after quenching was studied too and results was compared with requirements of ASME Code. Following mechanical properties was evaluated: yield stress, tensile strength, elongation, reduction of area, impact energy and hardness measurement. Optimum variant of heat treatment was recommended.

OBSAH

1. Úvod	8
2. Charakteristika oceli A508 Grade 4N Class 3	10
2.1. Chemické složení oceli	10
2.2. Prvky ovlivňující vlastnosti oceli	11
2.3. Mechanické vlastnosti oceli.....	21
2.4. Tepelné zpracování oceli	21
3. Cíle práce.....	23
4. Metodika stanovení mechanických vlastností oceli A508 Grade 4N Class 3	24
4.1. Stanovení pevnostních a plastických charakteristik oceli	24
4.2. Stanovení nárazové práce	24
4.3. Stanovení tvrdosti oceli	24
4.4. Hodnocení mikrostruktury oceli	25
5. Experimentální část	26
6. Získané výsledky a jejich diskuze	27
6.1. Stanovení vlivu tepelného zpracování na pevnostní a plastické vlastnosti oceli A508 Grade 4N Class 3	27
6.2. Stanovení vlivu tepelného zpracování na hodnotu nárazové práce oceli A508 Grade 4N Class 3	32
6.3. Stanovení vlivu tepelného zpracování na tvrdosti HV 30 oceli A 508 Grade 4N Class 3	35
6.4. Vyhodnocení mikrostruktury oceli A508 Grade 4N Class 3.....	37
7. Závěr	41
8. Seznam použité literatury	42
9. Seznam příloh	44

Seznam použitého značení

d	- průměr zkušební tyče	[mm]
t	- zkušební teplota	[°C]
A _{50 mm}	- tažnost měřená na délce 50 mm	[%]
FATT	- teplota pro 50 % houževnatého lomu na lomové ploše standardní zkoušky rázem v ohybu	[°C]
KV	- nárazová práce	[J]
MMV	- MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o.	
R _m	- mez pevnosti v tahu	[MPa]
R _{p0,2}	- smluvní mez kluzu odpovídající 0,2 % plastické deformace zkušební tyče	[MPa]
VHM	- VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s.	
T _A	- teplota austenitizace	[°C]
T _P	- teplota popouštění	[°C]
TZ	- tepelné zpracování	
Z	- kontrakce	[%]

1. Úvod

Jednou z hlavních možností zvyšování konkurenceschopnosti a udržení trvalého růstu produkce strojírenských firem je orientace na zakázky spojené s výrobou materiálů, konstrukčních zařízení a montážních celků s vysokou přidanou hodnotou. K výrobě speciálních materiálů či aplikací je však nezbytné ovládat moderní a perspektivní technologie a také investovat do výzkumu a vývoje, jehož výsledkem pak bude dokonale zvládnutý technologický proces, který bude rezultovat v kvalitní výrobek s vysokou přidanou hodnotou.

Z důvodů zvýšení své konkurenceschopnosti na světových obchodních a výrobních trzích a snaze udržet se na špičce ve vývoji a výrobě perspektivních materiálů pro energetické strojírenství a rovněž na základě poptávek potencionálních zákazníků se firma VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY a.s. (VHM) rozhodla uvažovat o zařazení oceli A508 Grade 4N Class 3 do svého výrobního programu.

Protože v sortimentu běžně vyráběných ocelí pro energetické aplikace se ve VHM ani v jiné firmě na území ČR ocel A508 Grade 4N Class 3 v současnosti nevyskytuje, chybí praktické zkušenosti a poznatky s její výrobou, s optimalizací chemického složení i následným tepelným zpracováním tak, aby bylo možno dostát všem požadovaným hodnotám mechanických vlastností.

Ocel A508 Grade 4N Class 3 se od ostatních nízkouhlíkových ocelí liší zejména zvýšeným obsahem niklu, který činí až 3,9%. Vyšší obsah niklu zaručuje houževnatost oceli i za nízkých teplot a nízkou přechodovou teplotu. Příznivý vliv niklu se rovněž projevuje i vysokou odolností proti zkřehnutí vlivem ozáření. Proto se tato využívá ke zpracování, uskladnění a přepravě produktů při nízkých teplotách. Dále je vhodná pro výrobu velkých výkovků pro tlakové nádoby v jaderné energetice (např. výkovky pro uzávěr, plášť, přírubu, prstenec, hlavu nádoby, apod.), příp. výrobu sudů sloužících k transportu a uskladnění vyhořelého jaderného paliva.

Na základě výše uvedených skutečností se firma VHM rozhodla v roce 2008 ve spolupráci s firmou MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. (MMV) řešit výše nastíněnou problematiku optimalizace chemického složení, provozní výroby a tepelného zpracování oceli A508 Grade 4N Class 3 s případnou aplikací dané oceli pro výrobu kontejnerů pro vyhořelé jaderné palivo.

V průběhu řešení tohoto výzkumného úkolu byl ze strany VHM vyjádřen zájem o posouzení vlivu teploty austenitizace na strukturu a dosahované hodnoty mechanických vlastností a jejich porovnání s požadavky ASME Code [1] a následně jednotlivé varianty teplot austenitizace podrobit dovolenému rozsahu teplot popouštění a nalézt tak optimální variantu tepelného zpracování.

Tento dílčí úkol řeší tato diplomová práce.

2. Charakteristika oceli A508 Grade 4N Class 3

2.1. Chemické složení oceli

Ocel A508 Grade 4N Class 3 je nízkolegovaná konstrukční ocel, která se v kaleném a popouštěném stavu používá pro výrobu velkých výkovků pro tlakové nádoby v jaderné energetice (např. výkovky pro uzávěr, plášť, přírubu, prstenec, hlavu nádoby, apod.). Její základní chemickou bázi je možné vyjádřit složením typu 0,2%C – 3,3%Ni – 1,75Cr% - 0,5%Mo.

Tato ocel pevnostně uzavírá skupinu vakuově kalených uhlíkových ocelí pro výkovky určených pro tlakové nádoby definovanou v normě ASTM A508 [2]. V rámci této skupiny postupně mění charakter legování původní uhlíkové oceli. Mezi nejpoužívanější legující prvky patří zejména chrom, nikl a molybden. Tyto prvky u oceli zvyšují prokalitelnost, a zvětšuje se maximální použitelná tloušťka stěny se zaručenými vlastnostmi [1,2].

Ocel A508 Grade 4N Class 3 se od ostatních nízkouhlíkových ocelí liší zejména zvýšeným obsahem niklu, který činí až 3,9%. Vyšší obsah niklu zaručuje houževnatost oceli i za nízkých teplot a nízkou přechodovou teplotu. Příznivý vliv niklu se rovněž projevuje i vysokou odolností proti zkřehnutí vlivem ozáření. Proto se tato využívá ke zpracování, uskladnění a přepravě produktů při nízkých teplotách, popř. v jaderné energetice pro uskladnění vyhořelého paliva.

Směrné chemické složení této oceli dle [1,2] je uvedeno v tab. 1.

Tab. 1. – Směrné chemické složení oceli A508 Grade 4N Class 3 podle [1,2]

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
max 0.23	0.20 0.40	max 0.02	max 0.02	max 0.40	2.80 3.90	1.50 2.00	0.40 0.60	max 0.03

Nb	Cu	Ca	B	Ti	Al _{celkový}
max 0.01	max 0.25	max 0.015	max 0.003	Max 0.015	Max 0.025

Množství jednotlivých legujících prvků (Ni, Cr, Mo) je nastaveno tak, aby bylo dosaženo optimální kombinace pevnosti, houževnatosti a nízké přechodové teploty.

Potencionální zákazník [3] požaduje mírnou úpravu chemického složení oceli oproti složení dle [1,2]. Úpravy v chemickém složení oceli A 508 Grade 4N Class 3 představují pouze nižší povolený obsah P a S, který je v obou případech omezen na max. 0.015 %hm. Významněji je potom snížen obsah Si, a to na max. 0.10%hm.

K optimalizaci chemického složení oceli užívané pro výrobu velkých výkovků pro tlakové nádoby dochází s ohledem na použití těchto výkovků při vysokých i kryogenních teplotách. Je žádoucí, aby ocel vykazovala především dobrou svařitelnost a v některých aplikacích také vhodnost pro navařování. Dále je nutno, aby ocel vykazovala požadované mechanické vlastnosti, vyznačovala se výbornou čistotou, minimálními chemickými segregacemi a nízkým obsahem zbytkových prvků. Tyto prvky výkovků pro tlakové nádoby jsou z hlediska obsahu kontrolovány z několika důvodů. Především je to popouštěcí křehkost, kterou lze dobře ovlivnit řízeným obsahem P, S, Sb, As, Sn a Cu. Je totiž známo, že v ozářených ocelích dochází ke strukturním změnám, které zvyšují pevnost a degradují plastické a křehkolomové vlastnosti vyjádřené zejména poklesem tažnosti a houževnatosti, tj. dochází k posunu tranzitních teplot k vyšším hodnotám (zejména vliv P a Cu) [4].

Velké výkovky jsou náchylné zejména ke čtyřem typům zkřehnutí – vodíkové vločky, popouštěcí křehkost, vodíkové křehnutí a koroze pod napětím. Na odolnost velkých výkovků proti uvedeným typům zkřehnutí má zásadní vliv obsah a druh doprovodných a škodlivých prvků v oceli.

2.2. Prvky ovlivňující vlastnosti oceli

Nikl

Nikl patří mezi austenitotvorné prvky, které rozšiřují oblast tuhého roztoku gama. Také snižuje kritické teploty A_1 a A_3 a stabilitu cementitu. Nikl jako legující prvek má malý vliv na pevnost, ale zvyšuje prokalitelnost a především houževnatost oceli. Jelikož se po zakalení při vyšším obsahu uhlíku zvýší v matici obsah zbytkového austenitu, mají niklové oceli nízký nebo střední obsah uhlíku. Pokud se žádá vysoká houževnatost oceli, snižuje se obsah uhlíku až pod 0,25% [5].

Vyšší obsah niklu zvyšuje mez pevnosti a mez kluzu při vysoké vrubové houževnatosti a to i za nízkých teplot. Příznivý vliv niklu se rovněž projevuje i nízkou přechodovou teplotou a vysokou odolností proti zkřehnutí vlivem ozáření

Chrom

Náleží k feritotvorným prvkům. Tyto prvky zcela uzavírají oblast gama. Obsah chromu v oceli zvyšuje pevnost při vyšších teplotách, odolnost proti korozi a dále zvyšuje tvrdost a prokalitelnost oceli. Zvýšení prokalitelnosti je však podmíněno rozpouštěním karbidů chromu, k čemuž dochází při austenitizaci. Naopak nerozpouštěné karbidy, které působí jako krystalizační zárodky, prokalitelnost snižují. Pokles tvrdosti se při popouštění vlivem chromu zpomaluje a zároveň se intenzivněji projevuje vysokoteplotní popouštěcí křehkost [6].

Molybden

Molybden patří mezi středně silné karbidotvorné prvky. Působí příznivě na tvrdost a prokalitelnost oceli. Mezi nejcennější vlastnosti molybdenu patří příznivý vliv na vysokoteplotní popouštěcí křehkost. Snižuje také citlivost ocelí na přehřátí při tepelném zpracování [6]. Dále potlačuje sklon k popouštěcí křehkosti, zvětšuje pevnost za tepla, mez tečení a tvrdost za tepla a také přispívá ke zvýšení korozní odolnosti oceli. Molybden snižuje začátek a konec martenzitické transformace. Po zakalení zvyšuje stabilitu martenzitu, tj. posouvá jeho rozpad k vyšším popouštěcím teplotám [5].

Vodík

Vodík je absorbován ocelí jak při samotné výrobě, tak také při povrchové úpravě a při svařování. Ze všech prvků má v oceli nejvyšší difuzní rychlost. Vodík zvyšuje křehkost oceli aniž by zvyšoval její pevnost. Při teplotách 200 – 400°C vyvolává vodík silné pnutí, které může způsobit až porušení materiálu. Vzniklé trhlinky se jeví na lomu jako vločky a tomuto zkřehnutí se říká vločkovitost [7].

U velkých výkovků kovaných z ingotů litých na vzduchu je problémem především tvorba vodíkových vloček [8,9]. Citlivost těchto ocelí ke tvorbě vodíkových vloček je totiž zvyšována vysokým obsahem manganu, křemíku a hliníku. Zavedením vakuového odplynění byl tento problém však podstatně eliminován. Díky tomuto odplynění je dosahováno obsahu vodíku ve výkovcích 2 ppm a méně.

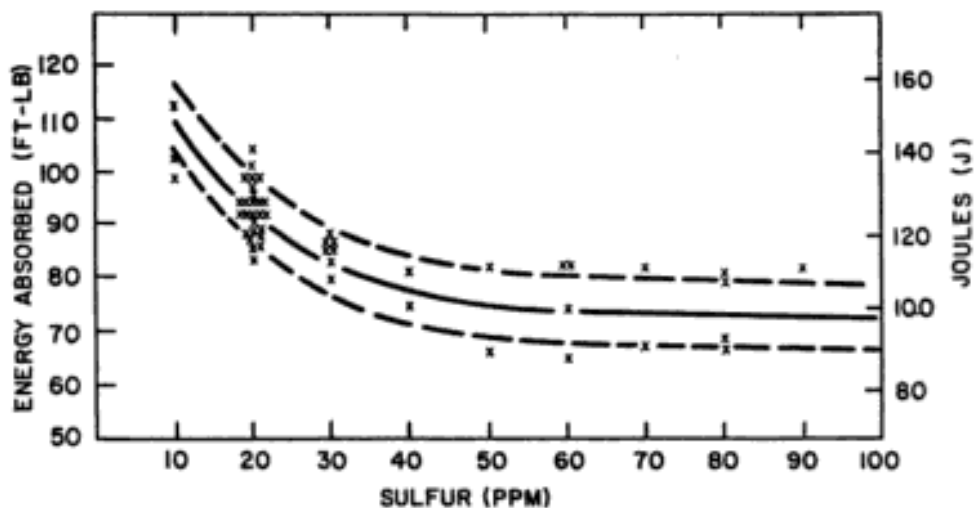
Fosfor

Fosfor v tuhém roztoku zvyšuje pevnost a tvrdost ocelí, ale značně snižuje tažnost a vrubovou houževnatost. Jednou z jeho nepříznivých vlastností je sklon k segregaci a to v mikroskopickém i makroskopickém měřítku. Fosfor ovlivňuje rozpustnost uhlíku v oceli. Důsledkem je řádkovitost, která se projeví zejména u kovaných a válcovaných ocelích [6].

Fosfor ve velkých výkovcích významně přispívá ke vzniku popouštěcí křehkosti, popř. ke zkrěhnutí materiálu, ke kterému dochází po ozáření. Popouštěcí křehkost byla zjištěna i u některých velkých výkovků a to dokonce i při nízkém obsahu fosforu 0,005% hm [10].

Síra

Obsahem síry ve velkých výkovcích je zásadně ovlivňována především jejich houževnatost a tažnost. Vliv síry na hodnoty nárazové práce u CrMoV rotorových ocelí je znázorněn na obr. 1. Houževnatost prudce stoupá při obsahu síry nižším než 0,003% hm [11].



Obr. 1. – Závislost nárazové energie na obsahu síry u CrMoV ocelí [10]

Prvky s vysokou afinitou k síře tvoří sulfidy při teplotách nad teplotou likvidu. Sulfidy mají kulovitý tvar a po ztuhnutí jsou rovnoměrně rozmístěny v matici.

Vakuově odplyněné velké výkovky obsahují většinou sulfidy II. typu, které snižují houževnatost a zvyšují tranzitní teplotu. Tyto vměštky jsou tvařitelné a tvářením lze jejich

negativní účinky snížit, ale jen na vzorcích odebraných ve směru tváření. Hodnota vrubové houževnatosti klesá u vzorků odebraných kolmo na směr tváření až na 50% hodnoty dosažené na vzorcích odebraných po směru tváření [7]. Během kování mohou být roztahovány do řádků a to díky jejich plasticitě. Tím mohou přispívat k anizotropii mechanických vlastností. Kontrolou tvaru sulfidů nebo velmi nízkým obsahem síry (pod 0,002% hm) lze dosáhnout snížení této anizotropie. Prvky jako vápník, titan, zirkon nebo prvky vzácných zemin pozitivně ovlivňují tvar sulfidů.

Dalším významným negativním dopadem síry je vznik protáhlých inkluzí sulfidického nebo silikátového typu, které vykazují nejškodlivější účinky při orientaci podélné osy inkluze kolmo ve směru tahového namáhání. Také křehké inkluze (např. Al_2O_3) nebo nízká pevnost mezifázových rozhraní s matricí představují problém, jelikož jsou obvykle příčinou nukleace trhlin, což je první krok k uskutečnění štěpného lomu.

Tvar a rozmístění sulfidů a hodnoty mechanických vlastností ocelí ovlivňuje morfologie sulfidů, která závisí zejména na druhu a množství desoxidačních prvků a také na obsahu kyslíku v oceli [11]. Obsah síry v materiálu je dobře ovlivnitelný a to správným použitím moderních ocelářenských technologií a správným chemickým ošetřením strusky.

Je nutné upozornit i na negativní dopad nízkého obsahu síry u velkých výkovků, který se projevuje náchylností oceli nejen ke vzniku vodíkových vloček, ale také k přehřátí [12]. Nízký obsah síry má také negativní vliv na obrobitelnost. Ten je však vysoce kompenzován zvýšením úrovně dosažených mechanických vlastností.

V současné době nepředstavuje problém vyrobit ocel s nízkým obsahem síry pomocí elektrostruskového přetavení. Zde se sulfidy vyskytují ve formě velmi jemných částic, které jsou snadno rozpustitelné v austenitu během kování. Částice pak mohou během chladnutí znovu vyprecipitovat na hranicích původních austenitických zrn, kde způsobují snížení plastických a křehkolomových charakteristik oceli. Zejména z tohoto důvodu musí být regulován technologický postup při výrobě velkých výkovků s nízkým obsahem síry.

Oceli s nízkým obsahem síry jsou všeobecně velmi žádané z hlediska dobré svařitelnosti, avšak opět jsou více náchylné k praskání za studena, které je způsobeno menším počtem vodíkových pastí, tedy míst ve struktuře schopných navázat vodík. Velké výkovky s nízkým obsahem síry jsou však za vhodných podmínek dobře svařitelné při použití elektrod s nízkým obsahem vodíku.

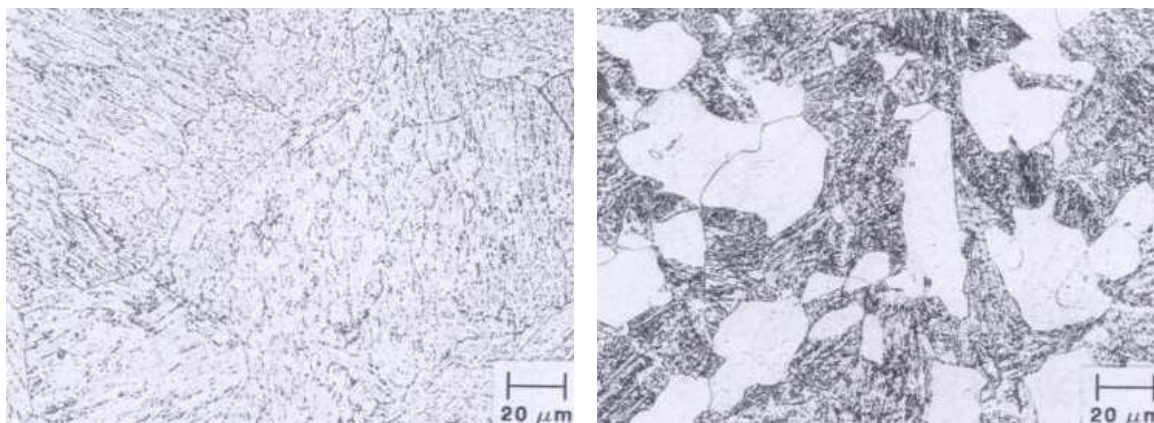
V praxi je nutno řešit i negativní projevy těchto ocelí a to i přes to, že většina výrobců velkých výkovků vyzdvihuje přednosti čistých ocelí. Např. u výkovků rotoru z NiCrMoV oceli tvoří většinu vměstků sulfidy s malým obsahem oxidů, které jsou obklopeny sulfidickým vměstkem. Jedná se o tzv. „egg-type“. Tyto sulfidické vměstky mohou být během obrábění čistě odstraněny nebo vyleštěny. U čistých ocelí jsou sulfidy jemnější, sulfidický vměstek je pouze na obou koncích oxidu. Při obrábění jsou tyto vměstky vytrženy nebo vypadnou a zůstávají po nich kavity [10]. Změna morfologie vměstku souvisí s nízkou koncentrací síry.

Bylo zjištěno, že ocel s nízkým obsahem síry má hrubší původní austenitické zrno, což prokázalo schopnost síry zjemňovat původní velikost austenitického zrna [13]. Tuto skutečnost, že oceli s nízkým obsahem síry jsou náchylné k hrubnutí zrna během austenitizace, je nutno brát v úvahu při tepelném zpracování oceli.

Hliník

Vliv hliníku na prokalitelnost oceli není příliš výrazný i při jeho dostatečné koncentraci. Ve většině ocelí je však zastoupen v malých koncentracích (0.0015-0.06 hm.%). Je využíván pro svou schopnost zvyšovat teplotu, při které dochází ke zhrubnutí zrna. Tím je udržována jemnozrnná struktura během tepelného zpracování. Pokud je hliník použit ke zjemnění zrna, dochází ke snížení prokalitelnosti (jemnozrnné oceli jsou obecně hůře prokalitelné).

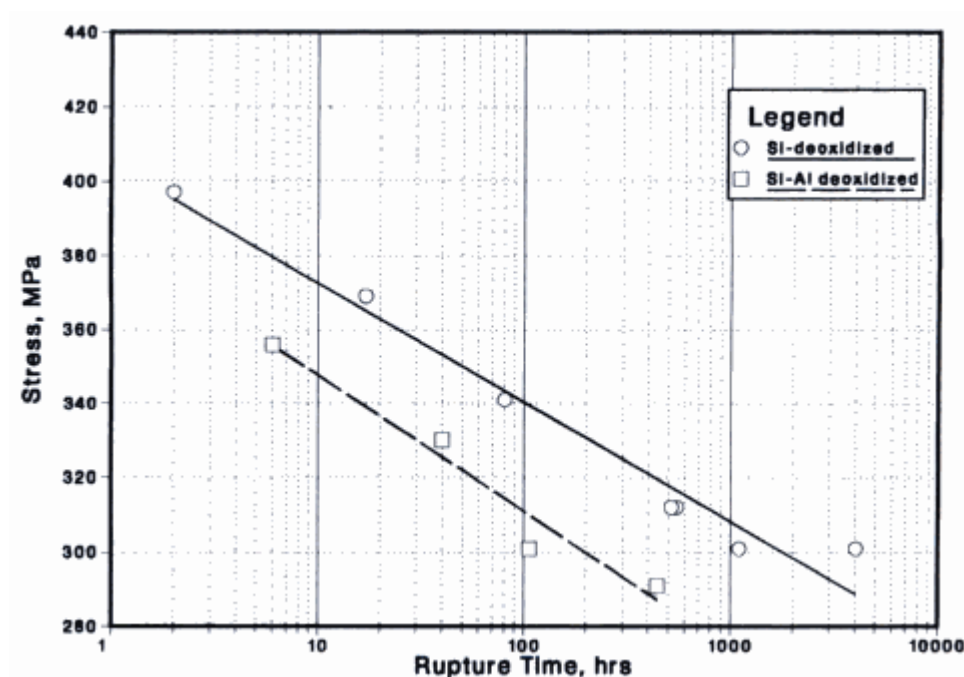
Obsah hliníku běžně požadovaný u výkovků používaných při vysokých teplotách je pod 0,010hm%. Na obr. 3 je znázorněn vliv hliníku na prokalitelnost výkovků z 2,25Cr-1Mo oceli. Duté výkovky o tloušťce 330 mm z 2,25Cr-1Mo oceli byly kaleny do vody a následně žíhány na stejnou mez pevnosti (558 MPa). Ocel dezoxidovaná pomocí Si-Al obsahuje 39% proeutektoidního feritu a 61% bainitu díky jejímu jemnému výchozímu austenitickému zrna, zatímco ocel, která byla dezoxidovaná pomocí křemíku, obsahuje 100% bainitu (obr. 2). Vysoký obsah feritu vede ke snížení vrubové houževnatosti a meze pevnosti při tečení (obr. 3) [10].



a)

b)

Obr. 2 – Mikrostruktura velkého výkovku z 2,25Cr – 1Mo vyrobeného dezoxidací pomocí Si (a) a Si-Al (b) [10]



Obr. 3 – Napětíově – časová závislost při teplotě 454°C pro 2,25Cr – 1Mo oceli kalené a popouštěné, dezoxidované Si a Si-Al [10]

Bylo prokázáno, že oceli s vyšším obsahem hliníku vykazují kromě nižší creepové pevnosti také sníženou creepovou plasticitu. Příčinou je vznik AlN, který iniciuje vznik kavít na rozhraní zrna a částic nitridu hliníku a snižuje obsah volného dusíku schopného vytvořit karbinitridy, které se oproti karbidům vyznačují vyšší termodynamickou a rozměrovou stabilitou a tím zabezpečují creepovou odolnost oceli.

Za zmínku stojí i proces grafitizace, kterou hliník podporuje. Ta vede ke snížení creepové pevnosti oceli. Hliník je také dobrý dezoxidant a tím poskytuje dobrou odolnost materiálu proti stárnutí. Je proto v posledních dvaceti letech výrobci výkovků hojně využíván pro dezoxidaci oceli za účelem zvýšení účinnosti odsíření při výrobě na elektrických obloukových a pánvových pecích [14].

V současné době došlo k poměrně významné změně chemického složení u této oceli. V aktuálním vydání ASME Code (2009) je omezen maximální obsah hliníku na 0,025%. Do této doby byla ocel běžně vyráběna s obsahem hliníku na úrovni 0,025 a vyšší.

Měď

Měď není zcela běžnou přísadou v ocelích. Dostává se do ocelí z některých druhů rud nebo přetavováním šrotu pro výrobu oceli a nedá se hutnickými pochody odstranit. Měď zpomaluje překrystalizaci oceli a nepatrně zvětšuje její pevnost. Při obsahu do 0,2% zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi [6].

Ve velkých výkovcích pro aplikaci při vysokých teplotách je obsah mědi omezen na 0,010%hm. Nižší obsahy mědi mohou být dosaženy užitím přímé redukce železa, ke které dochází v elektrické obloukové peci. Pokud to ekonomický vývoj dovolí, mohou být v budoucnu vyráběny oceli s nízkým obsahem mědi pomocí činidel jako sulfát sodný nebo sulfid sodný [15]. Měď je přidávána do výkovků ocelí zejména za účelem zlepšení lámavosti za červeného žáru (buď na povrchu výkovku nebo v objemu) a dále za účelem zlepšení kvality povrchu výkovku. Ve feritických ocelích může přispívat ke zpevnění tuhého roztoku a precipitačnímu zpevnění, ačkoliv se toto zvýšení pevnosti běžně projevuje snížením tažnosti a houževnatosti. V závislosti na použití výkovků může vysoký obsah mědi v oceli podpořit:

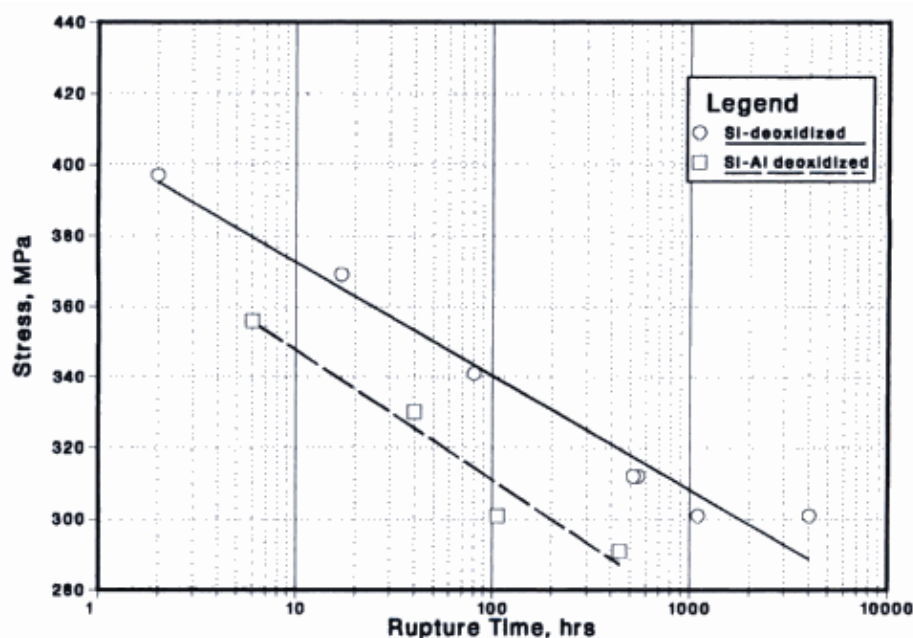
- Zkřehnutí po ozáření [4]
- Praskání při ohřevu [16]
- Snížení tažnosti i creepové tažnosti [17]
- Popouštěcí křehkost [18]

Antimon, arsen a cín

Antimon, arsen a cín jsou po dlouhou dobu spojovány s popouštěcí křehkostí. Jejich obsah v oceli lze kontrolovat tříděním šrotu. Antimon je všeobecně znám jako

nejméně ze tří uvedených prvků v souvislosti s křehnutím [19]. Popouštěcí křehkost u velkých výkovků se neobjevuje při běžné úrovni zbytkových prvků, tj. max. 0,002% hm Sb nebo max. 0,001% hm As. Na druhé straně Sn při běžném obsahu do 0,010% hm podstatně přispívá k popouštěcí křehkosti. Je známo, že oceli vykazující popouštěcí křehkost, jsou více náchylné také vodíkovému křehnutí a koroznímu praskání pod napětím. Kontrolovaným obsahem prvků přispívajících k popouštěcí křehkosti se zlepši také odolnost velkých výkovků proti vodíkové křehkosti s korozním praskáním pod napětím.

Na obr. 4 je znázorněna závislost tranzitní teploty FATT na době expozice při izotermickém křehnutí pro některé rotorové oceli [20]. Při obdobném obsahu zbytkových prvků je zřejmé, že NiCrMoV ocel je nejvíce náchylná k popouštěcí křehkosti. Tato skutečnost je nepochybně způsobena kosegregací niklu s cínem a antimonem na hranicích původních austenitických zrn, čímž podporují křehnutí [21]. Vzhledem k této skutečnosti (obr. 4), je velmi důležité kontrolovat obsah cínu ve velkých výkovcích s vyšším obsahem niklu. Byl definován J-faktor, který ukazuje na synergický efekt mezi P, Sb, As a Sn v souvislosti se vznikem popouštěcí křehkosti. Vzhledem k tomu, že tyto prvky není možné odstranit z oceli oxidací, je nutné snižovat jejich obsah již během výroby oceli.



Obr. 4 – Závislost izotermického křehnutí na době expozice u rotorových ocelí [10]

Kyslík

Kyslík se dostává do oceli během oxidační periody při zkujňování a jeho určitý obsah v tavenině je předpokladem správného průběhu procesu. Velký přebytek kyslíku má většinou nežádoucí vliv a je nutno jej odstranit dezoxidací uhlíkem, manganem, křemíkem, hliníkem či dalšími prvky mající vyšší afinitu ke kyslíku než železo [22]. V oceli je vliv kyslíku jednoznačně škodlivý, protože snižuje vrubovou houževnatost a zvyšuje tranzitní teplotu [6].

Dalším potencionálním nebezpečím v oceli jsou kysličnickové vměstky. Jejich působení je závislé především na jejich tvaru a umístění. Většinou je žádoucí, aby nebyly uloženy na hranicích zrn a aby byly spíše menší a globulárního tvaru. Příliš velké množství vměstků vede k břidlicovitým lomům, únavovým lomům, prasklinám při tepelném zpracování, heterogenitě vlastností po tváření a bodové korozi [22].

Dusík

Dusík se dostává do slitin železa především ze vzduchu a jeho množství závisí na použité technologii výroby. Maximální rozpustnost dusíku v roztavené oceli není veliká. Při 1600°C je rozpustnost asi 0,04 až 0,05%. S klesající teplotou se vylučuje přebytečný dusík jako stabilní nitrid nebo při teplotách 200°C jako metastabilní nitrid.

Nitridy mají podstatný vliv na vlastnosti ocelí, neboť se zvyšuje mez průtažnosti, pevnosti a tvrdosti. Současně se snižují plastické vlastnosti, zejména tažnost, vrubová houževnatost, popř. mez únavy [22].

Velké výkovky, vyrobené ve vakuově odplyněných elektrických pecích, obsahují běžně 60 – 80 ppm dusíku. Dusík je redukován z cca 20% použitím vakuového odplynění. Další snížení obsahu dusíku probíhá prostřednictvím kontrolovaného složení feroslitin, desulfurizace a atmosférickým tlakem v elektrické peci a sekundární pánvové peci a užitím struskové pěny.

Bor

Bor je v ocelích částečně rozpuštěn v matrici, částečně může být vyloučen jako precipitát na hranicích sekundárních austenitických zrn. Vliv boru na prokalitelnost závisí na obsahu uhlíku. V ocelích s vyšším obsahem uhlíku se prokalitelnost nezvyšuje [5]. Ačkoliv je vliv boru na prokalitelnost dobře známý, nemůže být široce používán u velkých výkovků, obzvlášť při použití v jaderné energetice, neboť bor se po ozáření tepelnými neutrony přeměňuje na hélium [10].

Bor segreguje na hranicích austenitických zrn a precipituje zde jako karbid boru. Existuje hypotéza, že přítomnost karbidů boru na hranicích zrn účinně může bránit šplhání dislokací, a tím zlepšovat mez pevnosti při tečení. Bor také může zlepšovat creepovou lomovou houževnatost u CrMoV ocelí [23].

Mangan

Mangan v koncentraci 0,3 až 1% příznivě ovlivňuje vyloučení sulfidů a tím snižuje jejich nepříznivé působení na houževnatost oceli a tranzitní teplotu. Mangan se rozpouští ve feritu a zvyšuje pevnost, tvrdost a houževnatost oceli při zachování plastických vlastností. Zvýšení pevnosti je závislé na obsahu uhlíku v oceli. U oceli s obsahem uhlíku do 0,15% je zvýšení pevnosti největší. U ocelí s obsahem uhlíku v rozmezí 0,7-0,87% se pevnost se zvýšením obsahu Mn zvyšuje jen nepatrně [7].

Ve srovnání s běžným obsahem manganu ve výkovech vykazují výkovky se sníženým Mn vyšší čistotu, větší tažnost, odolnost proti popouštěcí křehkosti a koroznímu praskání pod napětím a mírně jemnější původní austenitické zrna [24].

Podle McLeada a Nuttinga [25] mají budoucnost velké výkovky s nízkým obsahem Mn (<0.05%) a S (0.004%), které nejsou náchylné k přehřátí. Pokud se jejich hypotéza potvrdí, bude možno používat vyšší kovací teploty, tím dojde ke snížení kovací síly a povolení větších redukcí, což by pravděpodobně znamenalo ušetření jednoho ohřívacího cyklu. Značné výhody „čistých ocelí“ by však znamenaly i nové problémy.

V současné době se při výrobě oceli ve VHM ustálil poměr Mn/S na hodnotě min. 20 [26].

Křemík

Křemík ovlivňuje složení produktů dezoxidace a jejich morfologii, pokud není ocel dezoxidovaná prvky s vyšší afinitou ke kyslíku např. hliníkem. Křemík zvyšuje pevnost, mez kluzu a odolnost proti popouštění. Při obsahu nad 1% snižuje plastické vlastnosti feritu. V kombinaci s manganem podporuje segregaci P, As, Sb, Bi, Sn, Pb za zvýšených teplot [7]. Jeho nevýhodou je zhoršení tvárnosti oceli za studena a zpomalení fázových přeměn v tuhém stavu.

Kromě zlepšení odolnosti proti popouštěcí křehkosti znamená nízký obsah křemíku ve velkých výkovech zlepšení čistoty, snížení segregací, v případně vakuové dezoxidace uhlíkem lepší dehydrogenaci, lepší prokalitelnost na bainit, vyšší creepovou lomovou tažnost.

2.3. Mechanické vlastnosti oceli

Pro ocel A 508 Grade 4N Class 3 předepisuje [1,2] úroveň mechanických vlastností uvedených v tabulce 2. Na rozdíl od evropských norem, ve kterých se požadavky na mechanické vlastnosti s rostoucí tloušťkou snižují, [1,2] hodnoty mechanických vlastností uvedené v tabulce 2 požaduje bez ohledu na tloušťku stěny reálného výrobku. Mimo to mechanické vlastnosti mohou být v rámci konkrétní technické specifikace dále zpřísněny, jak je tomu například v [3], kde se požaduje minimální úroveň nárazové práce 140 J při zkušební teplotě $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Tab. 2 – Mechanické vlastnosti oceli A 508 Grade 4N Class 3

$R_{p0.2}$	R_m	$A_{50\text{ mm}}$	Z	KV při -29°C [J]	
[MPa]		[%]		min. průměr 3 vzorků	min. hodnota u 1 vzorku
min. 485	620-795	min. 20	min. 48	48	41

Pro dosažení předepsaných hodnot mechanických vlastností tak existují v zásadě pouze dva postupy, a to *optimalizace chemického složení* a *optimalizace postupu tepelného zpracování*.

2.4. Tepelné zpracování oceli

Garantované vlastnosti oceli A508 Grade 4N Class 3 jsou úzce spojeny s požadovaným tepelným zpracováním, které je předepsáno [1,2] následujícím způsobem.

Výkovky musí být ohřáty na teplotu austenitizace a potom zakaleny ve vhodném médiu a to buď postřikem nebo ponořením.

Pro ocel A 508 Grade 4N Class 3 je předepsána *teplota austenitizace v intervalu $840 - 895^{\circ}\text{C}$* [1].

Minimální teplota popouštění je stanovena na 605°C [1] s výdrží na teplotě min. 0,5 hodiny na palec maximální tloušťky výkovku.

Dodržení výše uvedených technologických požadavků na chemické složení (tab. 1) a požadovaných materiálových charakteristik dle [1,2] po finálním tepelném zpracování nepředstavovalo z pohledu technologických možností VHM zásadní problém [27].

3. Cíle práce

Cílem diplomové práce je posouzení vlivu teploty austenitizace na strukturu a mechanické vlastnosti A 508 Grade 4N Class 3, určené pro speciální technické aplikace.

Na základě zadání diplomové práce provést:

- stanovení vlivu teploty austenitizace na mechanické vlastnosti a strukturu oceli v intervalu 850-890°C,
- stanovení vlivu teploty popouštění na mechanické vlastnosti a strukturu oceli v intervalu 620-660°C,
- výběr optimální varianty tepelného zpracování splňující požadavky [1,2] pro danou jakost oceli.

4. Metodika stanovení mechanických vlastností oceli A508 Grade 4N Class 3

4.1. Stanovení pevnostních a plastických charakteristik oceli

Stanovení pevnostních a plastických vlastností oceli se provádí zkouškou tahem. Princip tahové zkoušky spočívá v zatěžování zkušební vzorku tahovým zatížením do přetržení. Zkouškou tahem se u studované oceli stanovují zejména mez pevnosti v tahu R_m , smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$, tažnost A_{50mm} a kontrakce Z .

Výše zmíněné charakteristiky oceli byly stanovovány dle standardu ČSN EN 10002-1 [28].

V tabulce výsledků je uváděna vždy průměrná hodnota ze 2 zkoušek.

4.2. Stanovení nárazové práce

Při zkoušce rázem v ohybu byla zjišťována hodnota nárazové práce KV nutné k porušení zkušební tělesa.

Zkoušky rázem v ohybu byly provedeny na kyvadlovém Charpyho kladivu s max. energií 300 J při laboratorní teplotě (+20°C) dle standardu ČSN EN 10045-1 [29] a za snížených teplot (-40°C) dle standardu ČSN 42 0382 [30]. Zkušební tyč o průřezu 10 x 10 mm byla ve svém středu opatřena V vrubem.

V tabulce výsledků je uváděna vždy průměrná hodnota nárazové práce KV ze 3 zkoušek.

4.3. Stanovení tvrdosti oceli

Tvrdost charakterizuje odpor materiálu vůči vnikání cizího tělesa. Principem měření tvrdosti je vtlačování zkušební tělesa definovaného tvaru předepsaným způsobem a po danou dobu do zkoušeného materiálu a následné měření geometrických parametrů vytvořeného vtisku, které po přepočtu udávají hodnotu tvrdosti.

Měření tvrdosti HV 30 bylo provedeno na Vickersově tvrdoměru nejrozšířenější metodou, při které je použito zatížení 30 kp (292,8 N). Měření bylo provedeno v souladu se standardem ČSN EN ISO 6507-1 [31].

Na každém studovaném vzorku bylo provedeno vždy 10 měření tvrdosti.

4.4. Hodnocení mikrostruktury oceli

Pro hodnocení mikrostruktury byly vzorky mechanicky vybroušeny, vyleštěny a naleptány nitalem (4% HNO_3 v $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$).

Mikrostruktura oceli byla hodnocena při zvětšení 100x a 500x pomocí optického mikroskopu.

5. Experimentální část

Jako experimentální materiál byla použita poloprovozní tavba (1600 kg) odlita v rámci řešení výzkumného úkolu zadaného VHM ve společnosti MMV s chemickým složením splňujícím požadavky dle [1,2] viz tab. 1.

Pro experimentální program, zohledňující požadavky původně zadaného výzkumného úkolu, byly zvoleny tři teploty austenitizace, které pokrývají *interval austenitizačních teplot* 840 – 895°C tj. 850, 870 a 890°C [1] s výdrží na teplotě 0,5 hodiny a následným ochlazením na vzduchu. Vzorky byly poté popouštěny při teplotách 620, 640 a 660°C s výdrží na teplotě po dobu 1 hodiny a následně byly ochlazovány na vzduchu [1].

Vzorky byly tepelně zpracovány příslušnými režimy (viz. tab. 3) a následně byly provedeny zkoušky pro stanovení mechanických vlastností (pevnostní a plastické vlastnosti ($R_{p0,2}$, R_m , A_{50mm} a Z), nárazová práce KV a tvrdost HV 30), zda vyhovují [1,2], příp. i požadavkům konečných zákazníků [3]. Také byla hodnocena struktura oceli po tepelném zpracování.

Zkušební tyče pro stanovení pevnostních a plastických vlastností a nárazové práce byly odebrány z výkovku tak, že jejich podélná osa byla kolmá k hlavnímu směru tváření, jedná se tedy o příčně odebrané zkušební tyče. Měření tvrdosti bylo rovněž provedeno v příčném směru.

Tab. 3 – Seznam vzorků s režimy tepelného zpracování

Čís. vzorku	T_A [°C]	Výdrž na teplotě [hod]	Ochlazovací prostředí	T_P [°C]	Výdrž na teplotě [hod]	Ochlazovací prostředí
1	850	0,5	vzduch	620	1	vzduch
2	850	0,5	vzduch	640	1	vzduch
3	850	0,5	vzduch	660	1	vzduch
4	870	0,5	vzduch	620	1	vzduch
5	870	0,5	vzduch	640	1	vzduch
6	870	0,5	vzduch	660	1	vzduch
7	890	0,5	vzduch	620	1	vzduch
8	890	0,5	vzduch	640	1	vzduch
9	890	0,5	vzduch	660	1	Vzduch
10	bez tepelného zpracování					

6. Získané výsledky a jejich diskuze

6.1. Stanovení vlivu tepelného zpracování na pevnostní a plastické vlastnosti oceli A508 Grade 4N Class 3

Výsledky zkoušek pevnostních ($R_{p0,2}$, R_m) a plastických (A_{50mm} , Z) vlastností jsou v tab. 4. Uvedeny jsou průměrné hodnoty za 2 měření. Vliv režimu tepelného zpracování na pevnostní a plastické vlastnosti oceli je graficky znázorněn na obr. 5 - 10.

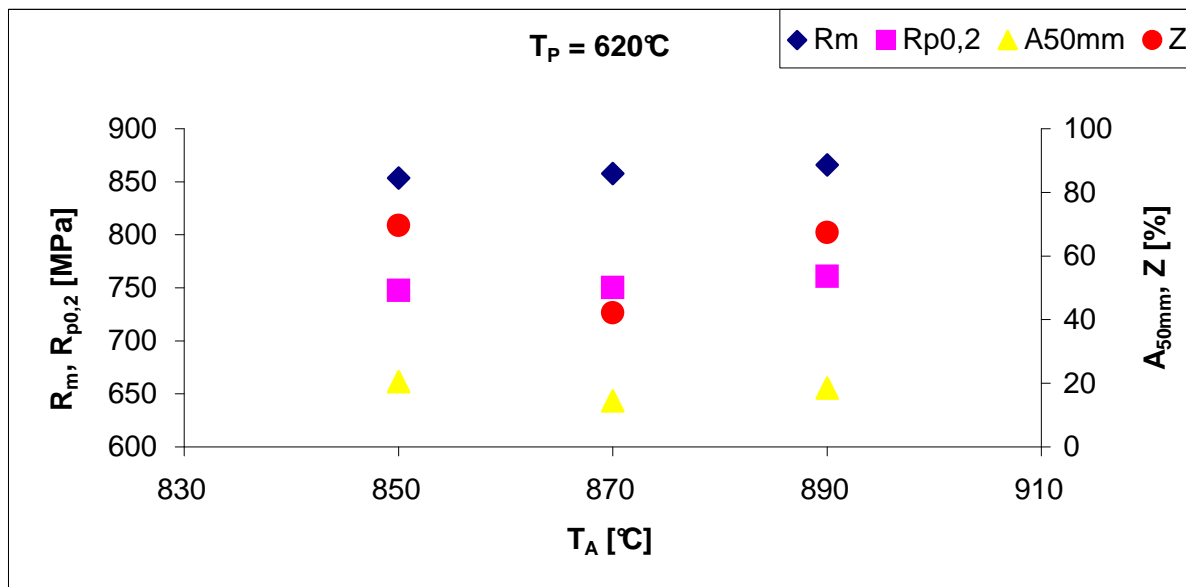
Tab. 4 – Průměrné hodnoty plastických a pevnostních vlastností při různých režimech tepelného zpracování

Čís. vzorku	T_A [°C]	T_P [°C]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50mm} [%]	Z [%]
1	850	620	748	854	20,5	69,7
2	850	640	685	804	16,0	56,2
3	850	660	646	778	23,0	69,9
4	870	620	750	858	14,5	42,2
5	870	640	694	817	22,5	68,9
6	870	660	639	779	23,0	69,3
7	890	620	761	866	18,5	67,4
8	890	640	715	823	19,0	71,2
9	890	660	648	778	20,0	71,0
10	bez TZ		-----	-----	-----	-----

Režim austenitizace - 0,5h/ vzduch

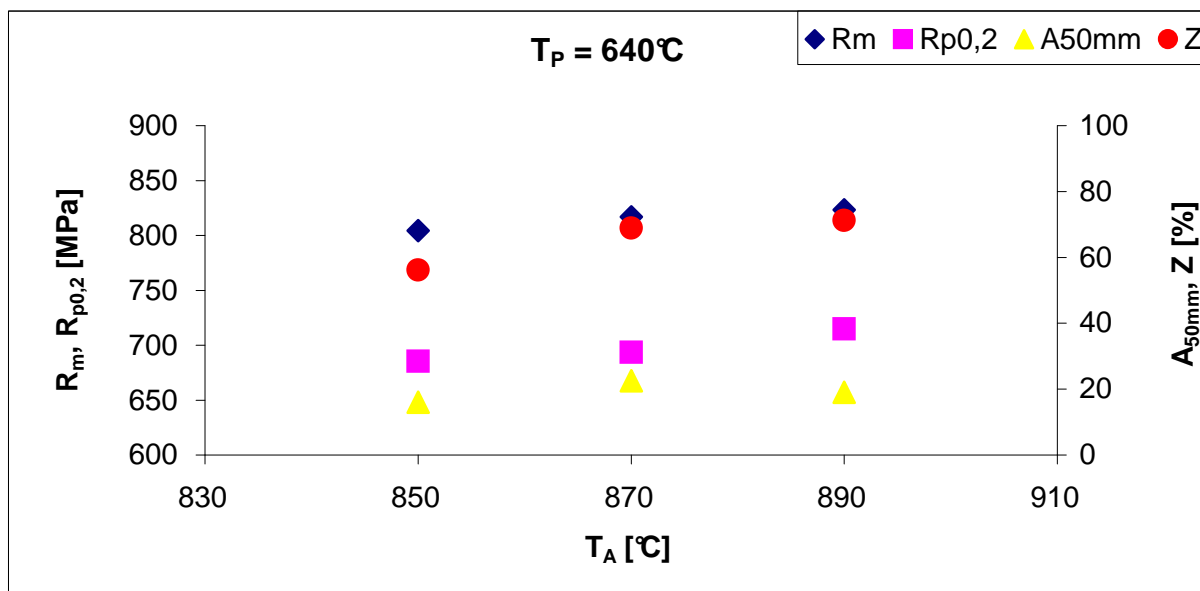
Režim popouštění - 1h/ vzduch

Stanovení vlivu T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 620^\circ\text{C}$.



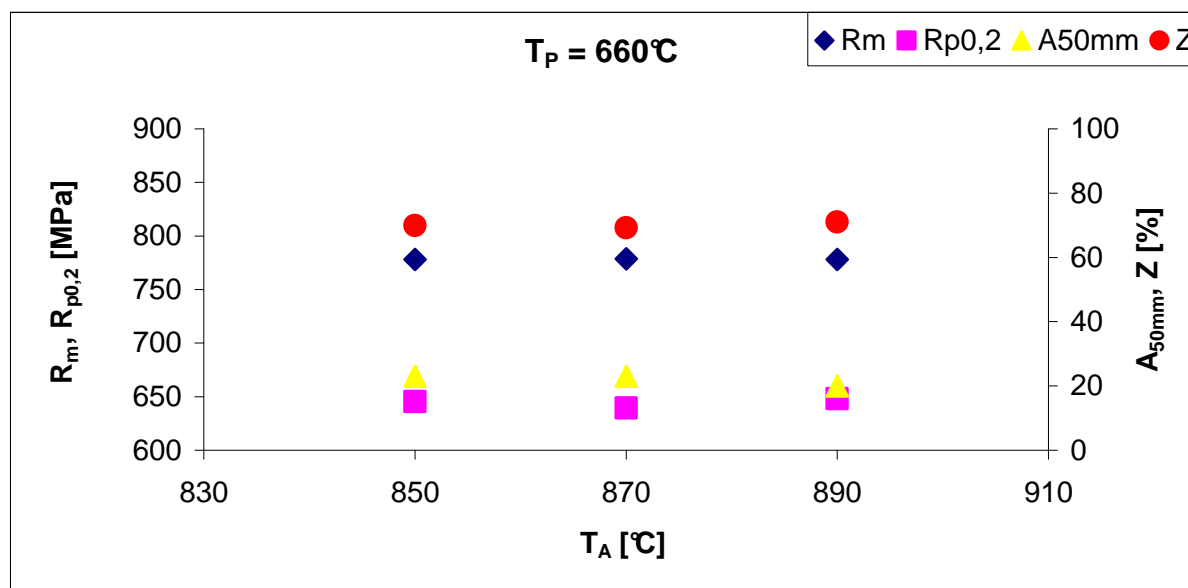
Obr. 5 - Vliv T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 620^\circ\text{C}$.

Stanovení vlivu T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 640^\circ\text{C}$.



Obr. 6 - Vliv T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 640^\circ\text{C}$.

Stanovení vlivu T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 660^\circ\text{C}$.



Obr. 7 - Vliv T_A na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} , Z) oceli při $T_P = 660^\circ\text{C}$.

Teplota austenitizace má minimální vliv na pevnostní a plastické vlastnosti oceli A508 Grade 4N Class 3 (viz. obr. 5-7).

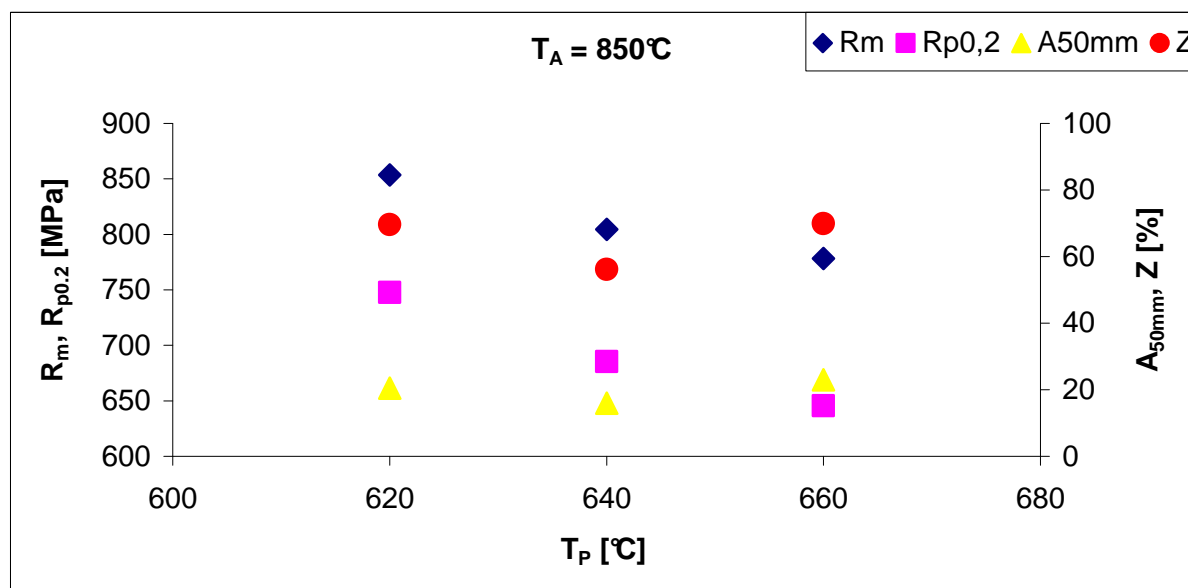
Shodných hodnot $R_{p0,2}$ bylo dosaženo při všech aplikovaných režimech tepelného zpracování (dle [1,2] $R_{p0,2} = \min. 485 \text{ MPa}$ - viz. tab 2).

Vzhledem ke skutečnosti, že [1,2] předepisuje povolené hodnoty meze pevnosti v tahu v rozsahu $R_m = 620\text{--}795 \text{ MPa}$, je možno konstatovat, že v případě aplikace $T_P = 620$ i 640°C byly dovozené hodnoty mezí pevnosti R_m překročeny a to v celém rozsahu aplikovaných austenitizačních teplot (obr. 5,6). Požadovaných pevnostních charakteristik bylo dosaženo pouze při $T_P = 660^\circ\text{C}$ (viz. obr. 7).

Pokles hodnoty kontrakce Z při režimu $T_A = 870^\circ\text{C}/T_P = 620^\circ\text{C}$ (obr. 5) nebude s největší pravděpodobností přisuzován vlivu austenitizace na plastické vlastnosti, ale bude se jednat zřejmě o apriorní defekt na lomové ploše, způsobený např. místním vylučováním některých prvků, příp. přítomností vměstků. Naměřená hodnota kontrakce $Z = 42,2\%$ nesplňuje požadavky [1,2] ($Z = \min. 48\%$ - viz. tab. 2).

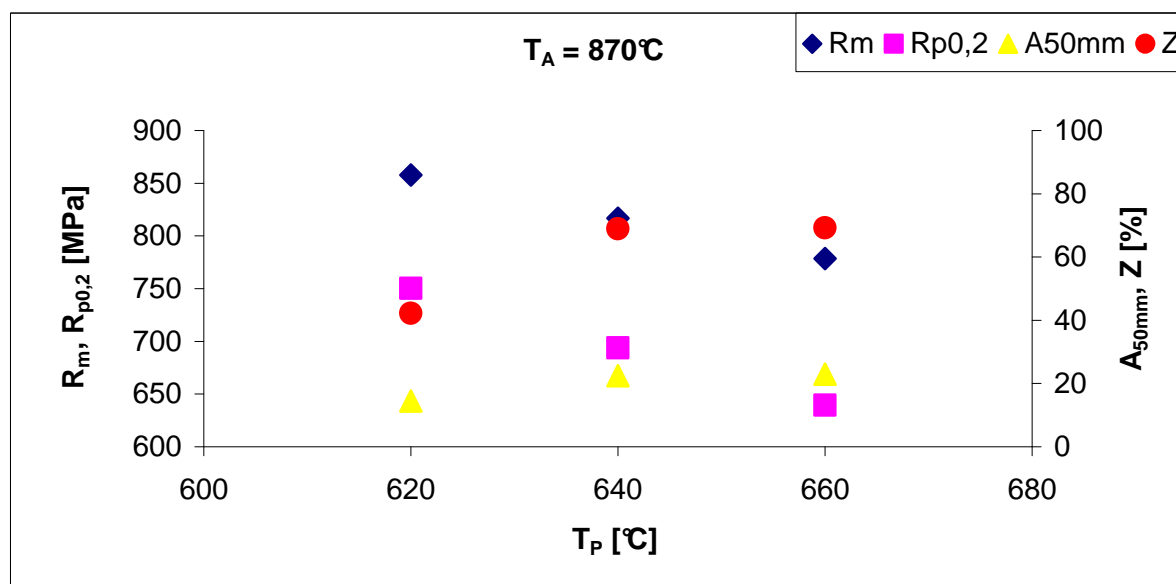
Požadavek hodnoty minimální tažnosti $A \geq 20\%$ [1,2] byl dosažen vždy při aplikaci $T_P = 660^\circ\text{C}$ v celém rozsahu austenitizačních teplot.

Stanovení vlivu T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 850^\circ\text{C}$



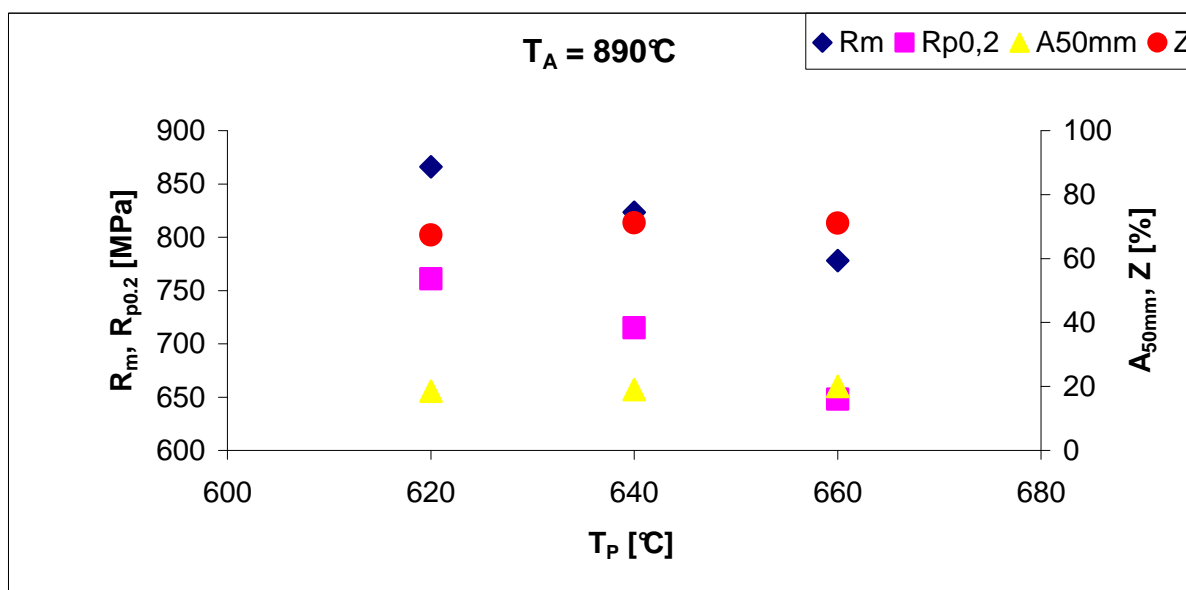
Obr. 8 - Vliv T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 850^\circ\text{C}$

Stanovení vlivu T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 870^\circ\text{C}$



Obr. 9 - Vliv T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 870^\circ\text{C}$

Stanovení vlivu T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 890^\circ\text{C}$



Obr. 10 - Vliv T_P na pevnostní a plastické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_{50mm} a Z) oceli při $T_A = 890^\circ\text{C}$

Na obr. 8 - 10 je dokumentován očekávaný vliv teploty popouštění na pevnostní a plastické charakteristiky oceli A508 Grade 4N Class 3. Aplikace nižší teploty popouštění vede k nárůstu meze pevnosti v tahu i smluvní meze kluzu.

Vliv popouštěcí teploty na plastické vlastnosti (A_{50mm} a Z) je zanedbatelný. Pouze na obr. 9 je opět zaznamenán výraznější pokles tažnosti Z při režimu $T_P = 620^\circ\text{C}$ / $T_A = 870^\circ\text{C}$ (viz. výše).

6.2. Stanovení vlivu tepelného zpracování na hodnotu nárazové práce oceli A508 Grade 4N Class 3

V tab. 5 jsou uvedeny průměrné hodnoty (ze 3 zkušebních těles) nárazové práce. Zkoušky byly realizovány za laboratorní teploty (20°C) i za snížených teplot (-40°C), zvolených s ohledem na [3].

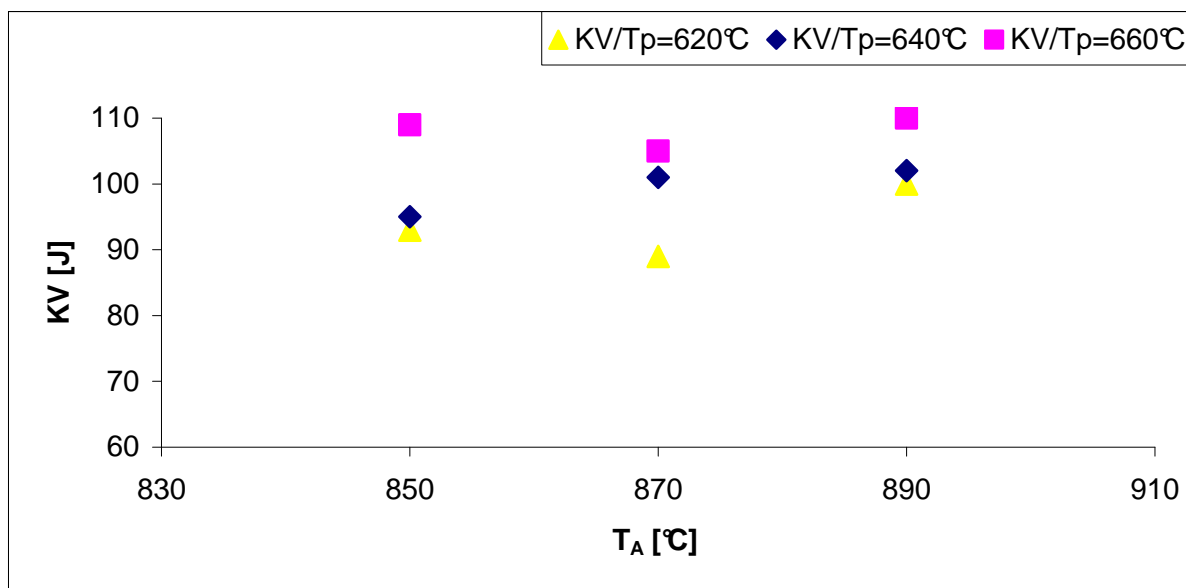
Režimy TZ byly použity viz. tab. 3. Výsledky zkoušek rázem v ohybu, provedených dle [29,30], jsou uvedeny v tab. 5. Grafické znázornění vlivu tepelného zpracování na hodnoty nárazové práce jednotlivých vzorků je na obr. 11-12.

Tab. 5 – Průměrné hodnoty nárazové práce při různých režimech tepelného zpracování

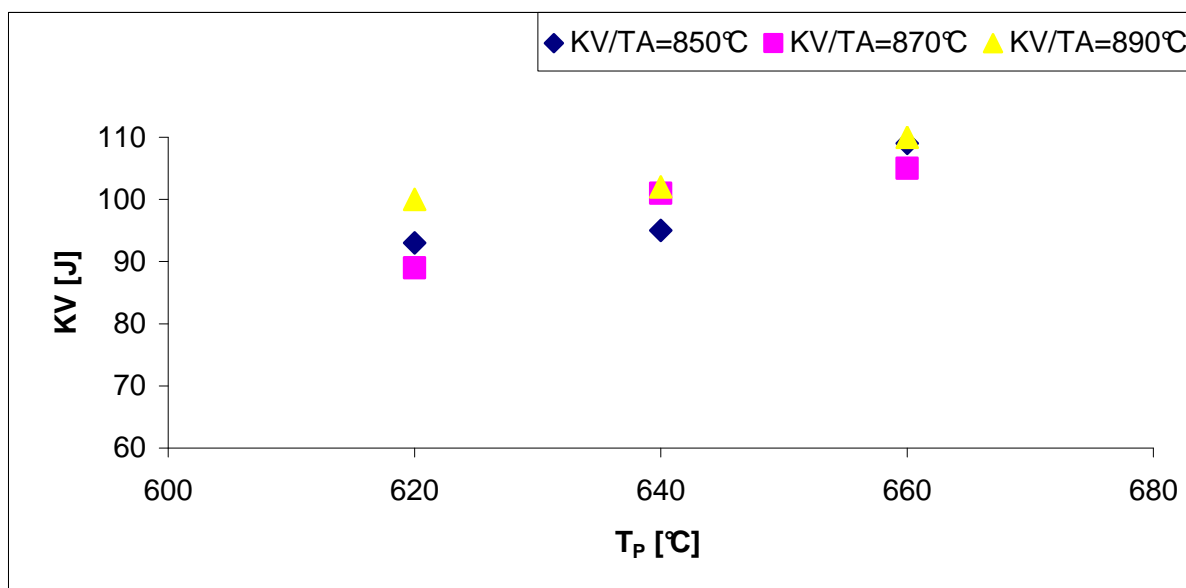
Čís. vzorku	T _A [°C]	T _P [°C]	t [°C]	KV [J]
1	850	620	+20	95
			-40	93
2	850	640	+20	101
			-40	95
3	850	660	+20	110
			-40	109
4	870	620	+20	95
			-40	89
5	870	640	+20	100
			-40	101
6	870	660	+20	108
			-40	105
7	890	620	+20	95
			-40	100
8	890	640	-40	102
9	890	660	-40	110
10	bez tepelného zpracování		-----	-----

Režim austenitizace - 0,5h/ vzduch

Režim popouštění - 1h/ vzduch

Stanovení vlivu teploty austenitizace T_A na hodnotu nárazové práce oceli

Obr. 11 - Vliv T_A na nárazovou práci při $T_P = 620, 640$ a 660°C
(zkušební teplota: -40°C)

Stanovení vlivu teploty popouštění T_P na hodnotu nárazové práce oceli

Obr. 12 - Vliv T_P na nárazovou práci při $T_A = 850, 870$ a 890°C
(zkušební teplota: -40°C)

Zvýšení teploty popouštění má v celém rozsahu austenitizačních teplot pozitivní vliv na velikost nárazové práce (obr. 12).

Nejvyšších hodnot nárazové práce KV bylo dosaženo vždy u vzorků, které byly popouštěny při teplotě 660°C, přičemž maximální hodnoty nárazové práce ($KV = 110J$) bylo dosaženo při režimu $T_A = 890^\circ C / T_P = 660^\circ C$.

Všechny naměřené hodnoty nárazové práce KV převyšovaly hodnotu požadovanou [1,2] ($KV = 48J$ při $-28^\circ C$). Byly vždy splněny minimální požadavky na hodnotu nárazové práce jak pro jednotlivé měření, tak samozřejmě i pro průměrnou hodnotu ze 3 měření.

Je zde ovšem nutno upozornit na skutečnost, že žádná z dosažených hodnot nárazové práce KV nesplňovala minimální velikost požadovanou konečným zákazníkem [3], tj. 140 J při $-40^\circ C$.

Diference hodnot nárazové práce získané při zkušební teplotě $+20^\circ C$ a $-40^\circ C$ je minimální, což svědčí o tom, že oblast horních prahových hodnot zasahuje až do záporných hodnot. Tato skutečnost dokumentuje velmi vysokou úroveň vrubové houževnatosti.

6.3. Stanovení vlivu tepelného zpracování na tvrdosti HV 30 oceli A 508 Grade 4N Class 3

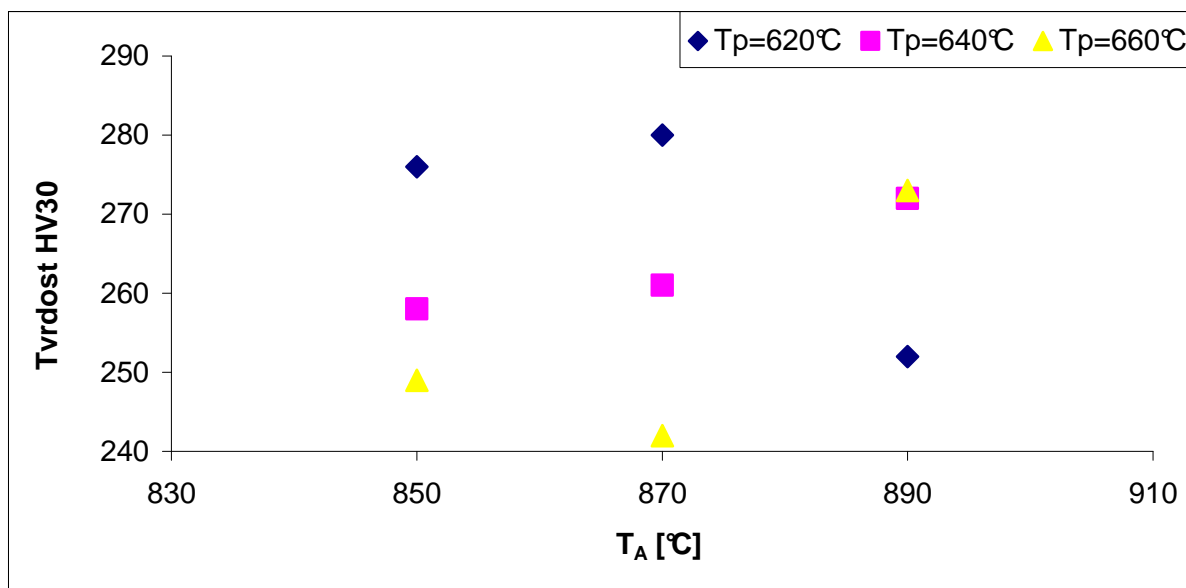
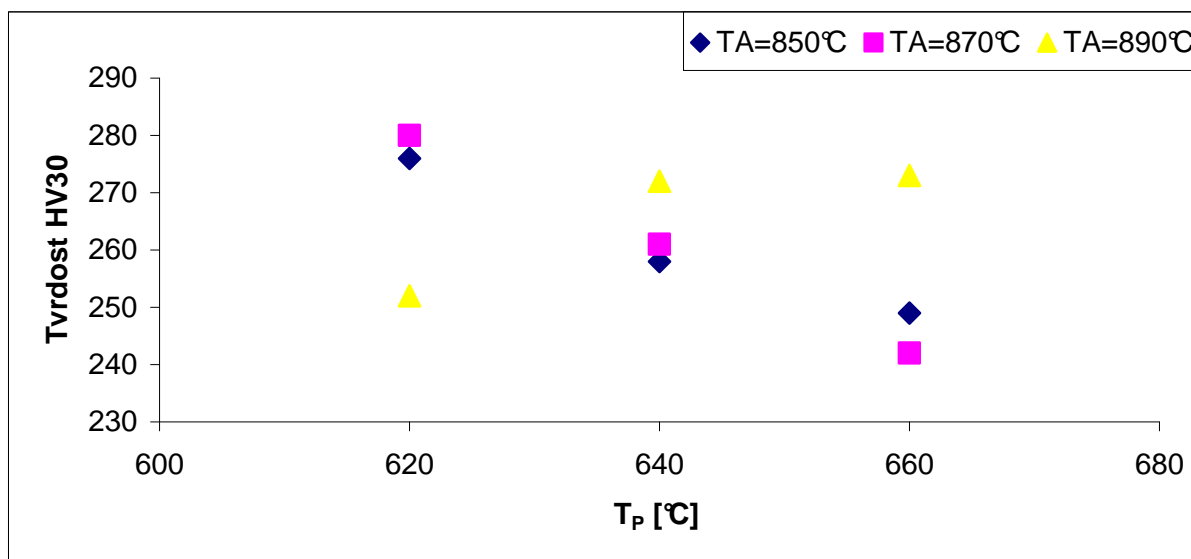
V tab. 6 jsou uvedeny průměrné hodnoty tvrdosti HV 30 oceli po různých režimech tepelného zpracování. Bylo provedeno vždy 10 měření tvrdosti HV 30 na metalografickém výbrusu na jednom vzorku. Grafické závislosti tvrdosti HV 30 na režimech tepelného zpracování (viz. tab. 4) jsou znázorněny na obr. 13-14.

Tab. 6 – Průměrné hodnoty tvrdosti HV 30 při různých režimech tepelného zpracování

Čís. vzorku	T _A [°C]	T _P [°C]	HV 30
1	850	620	276 ± 2,04
2	850	640	258 ± 4,76
3	850	660	249 ± 4,27
4	870	620	280 ± 4,18
5	870	640	261 ± 5,47
6	870	660	242 ± 2,55
7	890	620	252 ± 2,99
8	890	640	272 ± 1,74
9	890	660	273 ± 5,12
10	bez tepelného zpracování		244 ± 7,43

Režim austenitizace - 0,5h/ vzduch

Režim popouštění - 1h/ vzduch

Stanovení vlivu teploty austenitizace T_A na tvrdost HV 30 oceliObr. 13 - Vliv T_A na tvrdost HV 30 oceli při $T_P = 620, 640$ a 660°C Stanovení vlivu teploty popouštění T_P na tvrdost HV 30 oceliObr. 14 - Vliv T_P na tvrdost HV 30 oceli při $T_A = 850, 870$ a 890°C

Naměřené hodnoty tvrdosti obecně korespondují s dosaženými hodnotami meze pevnosti. Výjimku tvoří vzorky zpracované režimy při teplotě austenitizace 890°C .

Tento nesoulad spolu s vyšším rozptylem, identifikovaným při měření tvrdosti HV 30 (obr. 13, 14), je možno přičíst spíše výskytu výrazných segregačních pásů než vlivu

austenitizační teploty. Tyto pásy s ohledem na velmi malý testovaný objem materiálu mohou výrazně ovlivnit naměřené hodnoty. Dokumentace původní struktury s výskytem segregací je na obr. 19 (příloha č. 10).

6.4. Vyhodnocení mikrostruktury oceli A508 Grade 4N Class 3

Jak vyplývá z metalografických rozborů vzorků kalených z různých austenitizačních teplot a popuštěných v daném rozmezí teplot popouštěcích, výsledná struktura je ve všech případech tvořena vysokopopouštěným bainitem.

Z dokumentovaných mikrostruktur nevyplývá výrazný rozdíl mezi jednotlivými strukturami. Na některých snímcích mikrostruktury jsou patrné světlejší a tmavší oblasti (např. viz. příloha 2, 3, 5, 6), které zjevně souvisí s výskytem segregčních pásů ve vyrobené oceli, což je dokumentováno na snímku struktury ve stavu po dokování (viz. příloha 10) a vysvětluje rozdíly v naměřených hodnotách mechanických vlastností.

Je tedy jednoznačně patrné, že výsledky mikrostrukturního rozboru jsou v naprosté shodě s výsledky mechanických vlastností, které rovněž nevykázaly citlivost na teplotu austenitizace.

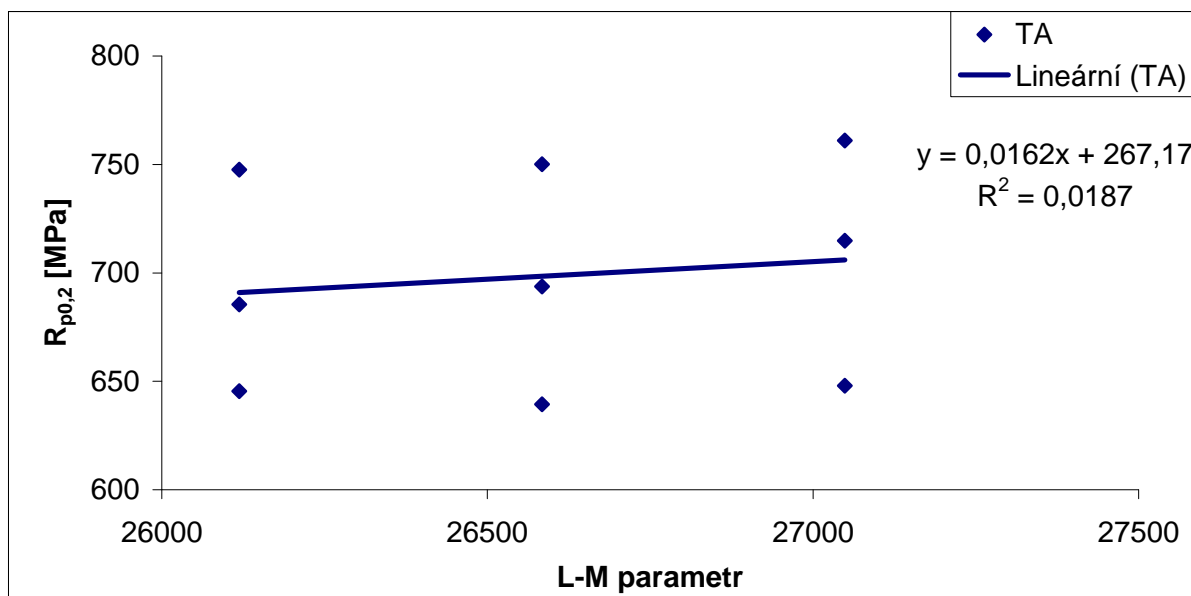
DISKUSE

Na základě provedených experimentálních prací je možné konstatovat, že u studované oceli A508 Grade 4N Class 3 se neprojevil vliv austenitizační teploty na hodnoty mechanických vlastností a strukturu. Z dosažených výsledků je patrné, že austenitizační teplotu je možné držet v rozmezí 850 až 890 °C aniž by docházelo k výrazné změně jak ve struktuře, tak i v hodnotách mechanických vlastností, o čemž svědčí jak hodnoty získané zkouškou tahem, tak zkouškou rázem v ohybu.

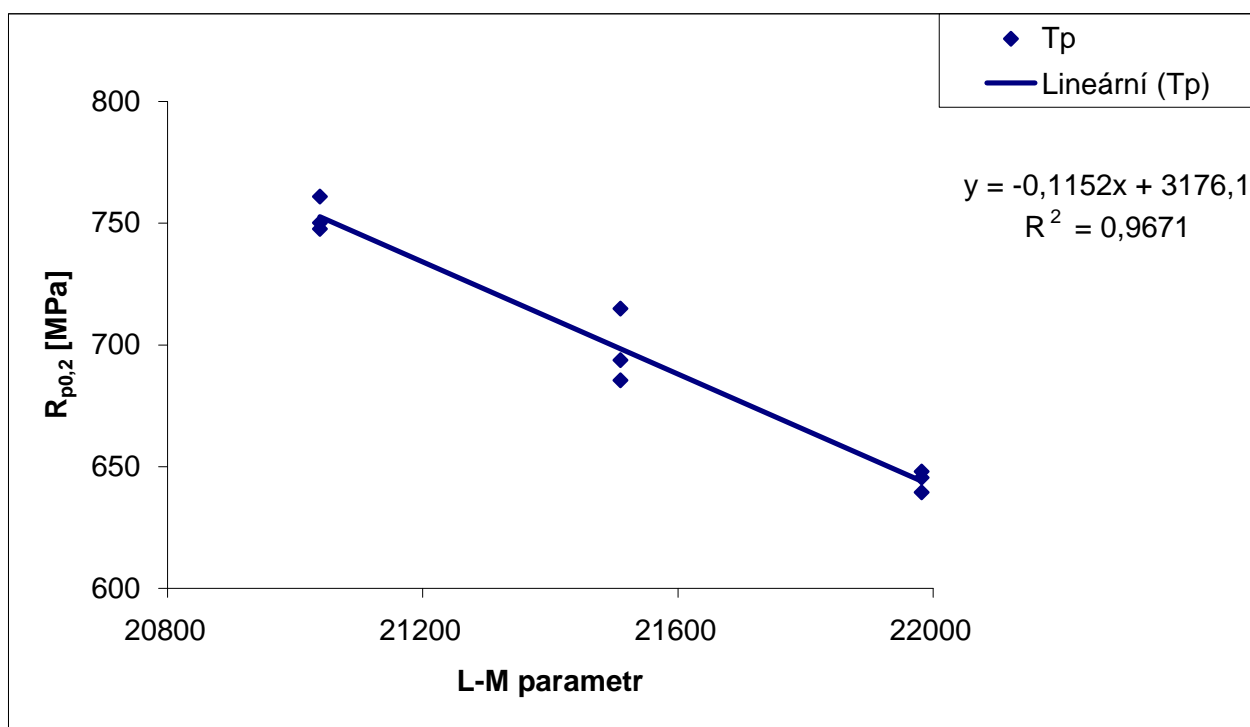
Na obr. 15 až 18 je vliv teploty austenitizace a popouštění na pevnostní ($R_{p0,2}$) a křehkolomové vlastnosti (KV) hodnocen pomocí Larson – Millerova parametru.

Vliv posuzovaných teplot austenitizace a popouštění na pevnostní vlastnosti ($R_{p0,2}$) je dokumentován na obr. 15 a 16. Na obr. 17 a 18 je znázorněn vliv teplot austenitizace a popouštění na křehkolomové vlastnosti (KV).

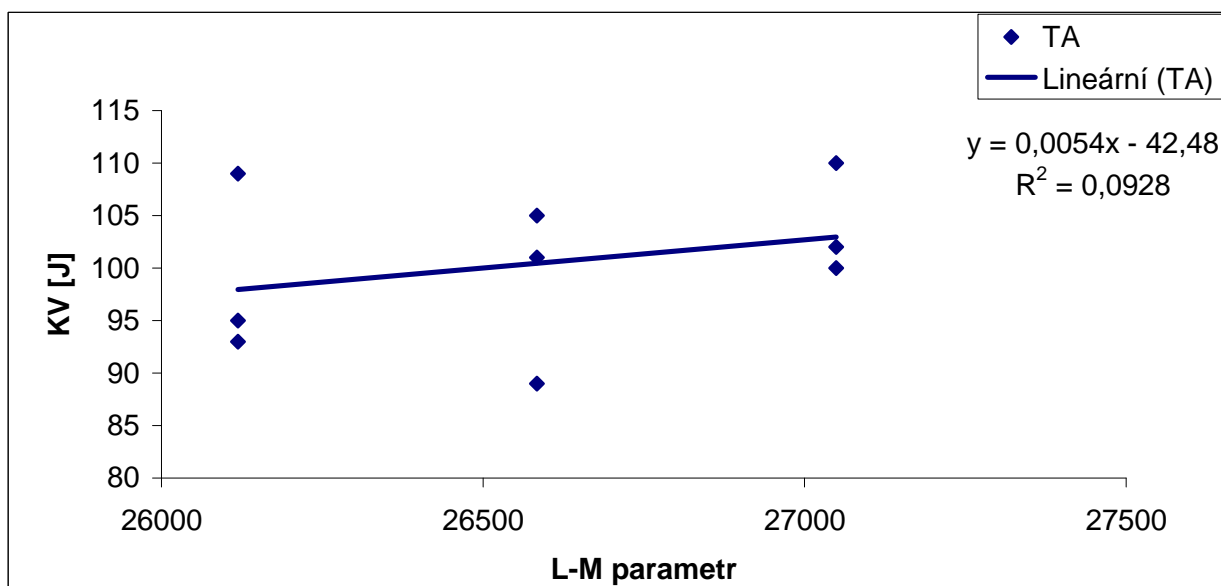
Stanovení vlivu teploty a času austenitizace na $R_{p0,2}$

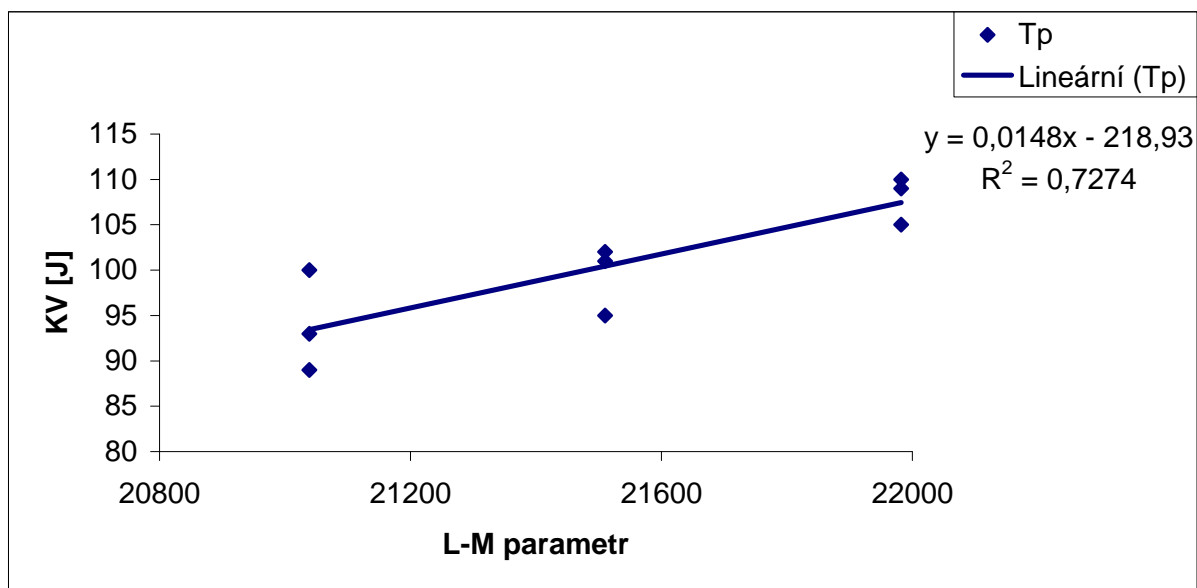


Obr. 15 - Vliv T_A na pevnostní vlastnosti ($R_{p0,2}$)

Stanovení vlivu teploty a času popouštění na $R_{p0,2}$ Obr. 16 - Vliv T_P na pevnostní vlastnosti ($R_{p0,2}$)

Stanovení vlivu teploty a času austenitizace na křehkolomové vlastnosti

Obr. 17 - Vliv T_A na křehkolomové vlastnosti (KV)

Stanovení vlivu teploty a času popouštění na křehkolomové vlastnostiObr. 18 - Vliv T_p na křehkolomové vlastnosti (KV)

Z obou uvedených příkladů je jednoznačně patrné, že teplota austenitizace, na rozdíl od očekávaného vlivu teploty popouštění, nemá na hodnoty mechanických charakteristik ani na strukturu žádný vliv.

7. Závěr

Na základě provedených experimentálních prací je možné konstatovat, že:

- u studované oceli A508 Grade 4N Class 3 se neprojevil vliv austenitizační teploty na hodnoty mechanických vlastností a strukturu,
- výsledná struktura je ve všech případech tvořena vysokopopuštěným bainitem,
- byl prokázán vliv teploty popouštění na pevnostní charakteristiky oceli A508 Grade 4N Class 3,
- optimální varianta tepelného zpracování spočívá v austenitizaci při teplotách 850, 870 a 890°C a následném popouštění při teplotě 660°C,
- žádný ze zkoušených vzorků nesplnil požadavek konečného zákazníka [3] na nárazovou práci, tj. při -40 °C hodnotu KV min. 140 J,
- necitlivost studované oceli na teplotu austenitizace je z pohledu praktické výroby nespornou výhodou umožňující prodloužení technologických časů, potřebných při manipulaci s velkými výkovky (cca 130 tun).

8. Seznam použité literatury

- [1] ASME Code (2007)
- [2] ASTM A508/A 508M - 95 (Reapproved 1999) - Specification for quenched and tempered vacuum-treated Carbon and alloy steel forgings for pressure vessels, Section II, Part A, 2007
- [3] COGEMA LOGISTIC – technical requirements, 2007
- [4] HAWTHORNE, J. R. in Irradiation Effect on Structural Alloys for Nuclear Reactor Applications, ASTM STP 484, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1970, p.96
- [5] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. 1. vyd., Brno : Akademické nakladatelství CERM, 1996. 261 s. ISBN 80-85667-95-8.
- [6] MOHYLA, M., *Strojírenské materiály I.* 1. vyd. Ostrava : VŠB-TUO, 1994. 146 s. ISBN 80-7078-261-7.
- [7] PTÁČEK, L., *Nauka o materiálu II.* 2. vyd. Brno : Akademické nakladatelství CERM, 2002. 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [8] JOSLING, J. K. in Hydrogen in Steel, Institute of Metallurgists, Bath, England, 14-16 April 1982, p.46
- [9] STEINER, J. E. in Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels, C. G. Interrante and G.M. Pressouyre, Eds., Washington, D.C., 1-5 November 1982, ASM, p.55
- [10] BODNAR, R. L., CAPPELINI, R. F. Effects of Residual Elements in Heavy Forgings: Past, Present and Future
- [11] HUTLA, A., *Vliv způsobů desoxidace na morfologii siričkových vměstků a mechanické vlastnosti oceli na odlitky*. Disertační práce. VŠB-TUO.1967
- [12] ANDREW, R. C., WESTON, G. M. Journal of the Australian Institute of Metals. Vol. 2 and 4, Sept./Dec.1977, p.171
- [13] GRANGE, R.A, Transactions of ASM, Vol. 59, 1966, p.26
- [14] CHOUDHURY, A. et al in Proceedings, 10th International Forging Conference, Institute of Metals, Sept. 1985, p.31
- [15] TANIGUCHI, K., Technical Report SC79-7-32, 1977, Japan Steel Works
- [16] ITO, Y., NAKANASHI, M., IIW Document Y-668-72

- [17] JACKSON, W. J., SOUTHALL, D. M., Metals Technology, Vol. 5, No. 11. 1978, p. 381
- [18] HASEGAWA, M. et al, Transactions of the Japan Institute of Metals, Vol. 16, 1975, p.641
- [19] McMAHON, C. J., Materials Science Engineering, Vol. 25, 1976, p. 233
- [20] CURRAN, R. M., in Steel Forgings, ASTM STP 903, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1986, p. 9-32
- [21] McMAHON, C. J., et al in Elimination of impurity-Induced Embrittlement in Steel, Part 1: Impurity Segregation and Temper Embrittlement, EPRI, Interim Report, NP-1501, Part 1, Sept. 1980
- [22] RYŠ, P., CENEK, M., MAZANEC, K., HRBEK, A., *Nauka o materiálu*. 2. vyd., Brno: ACADEMIA, 1975. 544 s.
- [23] STONE, P. G., MURRAY, J. D., Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 203, Nov. 1965, p. 1094
- [24] BODNAR, R. L., CAPPELLINI, R. F., JAFFE, R. I., in Proceedings, 10th International Forging Conference, Institute of Metals, Sept. 1985, p.45
- [25] MCLEOD, N. P., NUTTING, J., Metals Technology, Vol. 9, 1982, p. 399
- [26] KORČÁK, A., MMV, Pohraniční 693/31, Ostrava-Vítkovice, 21.4.2009
- [27] STEJSKALOVÁ, Š., MMV, Pohraniční 693/31, Ostrava-Vítkovice, 4.5.2009
- [28] ČSN EN 10002-1: Kovové materiály – Zkoušení tahem – Část 1: Zkušební metoda za okolní teploty
- [29] ČSN EN 10045-1: Kovové materiály - Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho - Část 1: Zkušební metoda (V a U vruby)
- [30] ČSN 42 0382: Zkoušení kovů. Zkouška rázem v ohybu za snížených teplot
- [31] ČSN EN ISO 6507-1: Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse - Část 1: Zkušební metoda

9. Seznam příloh

- Příloha č. 1 – Mikrostruktura vzorku č. 1
- Příloha č. 2 – Mikrostruktura vzorku č. 2
- Příloha č. 3 – Mikrostruktura vzorku č. 3
- Příloha č. 4 – Mikrostruktura vzorku č. 4
- Příloha č. 5 – Mikrostruktura vzorku č. 5
- Příloha č. 6 – Mikrostruktura vzorku č. 6
- Příloha č. 7 – Mikrostruktura vzorku č. 7
- Příloha č. 8 – Mikrostruktura vzorku č. 8
- Příloha č. 9 – Mikrostruktura vzorku č. 9
- Příloha č. 10 – Mikrostruktura vzorku č. 10

Poděkování

Děkuji vedoucímu diplomové práce panu Ing. Davidu Mikulášovi Ph.D. za odborné vedení při zpracování DP.

Dále děkuji panu Ing. Ladislavu Kanderovi Ph.D. a Ing. Aleši Korčákovi za poskytnutí cenných informací vedoucích k řešení této práce a za možnost realizace zkoušek pro stanovení mechanických charakteristik materiálu ve firmě MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o.